

Examines Copy

AN 110:119078 HCA
TI Abrasion-resistant sintered iron alloys
IN Fujiki, Akira; Yasuda, Yoshiteru; Tanimoto, Ichiro; Ishii, Hiroshi; Endo, Hiroyuki; Ikenoe, Hiroshi; Suzuki, Keitaro
PA Nissan Motor Co., Ltd., Japan; Hitachi Funmatsu Yakin Co., Ltd.
SO Jpn. Kokai Tokkyo Koho, 7 pp.
CODEN: JKXXAF
DT Patent
LA Japanese
FAN.CNT 1

	PATENT NO.	KIND	DATE	APPLICATION NO.	DATE
PI	JP 63274740	A2	19881111	JP 1987-109480	19870502
	JP 07103451	B4	19951108		

AB The sintered Fe alloys contain Mo and/or W 5-25, Cr 2-12, Si 0.1-0.9, Mn .ltoreq.0.7, P .ltoreq.0.05, C 0.1-1.2, B 0.5-2.5, N 0.002-2.0, and optionally V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf, Co, and/or Ni .ltoreq.20%. Thus, the Fe alloy (contg. Mo 9.5, W 4.2, Cr 4.0, Si 0.7, Mn 0.5, P 0.03, C 1.1, B 0.9, and N 0.05%) was used for a sintered rocker arm of V-type 6-cylinder gasoline engine, and showed no scuffing or pitting. Abrasion depth of the rocker arm was 0.052 mm and that of the cam shaft was 0.040 mm.

B high for
class 5-
0.2-0.3% B

0.5-2.5 B

0.1-1.2 C

S

≤0.05 P

2-12 Cr

0.1-0.9 Si

5-25 Mo

5-25 W

≤20 V

≤20 Nb

≤20 Co

Fe

≤0.7 Mn

⑫ 公開特許公報(A)

昭63-274740

⑪ Int. Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 昭和63年(1988)11月11日

C 22 C 38/32
38/00
38/54

3 0 4

6813-4K

※審査請求 未請求 発明の数 2 (全7頁)

⑭ 発明の名称 耐摩耗性鉄基焼結合金

⑮ 特 願 昭62-109480

⑯ 出 願 昭62(1987)5月2日

⑰ 発 明 者 藤 木 章 神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産自動車株式会社内
⑰ 発 明 者 保 田 芳 輝 神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産自動車株式会社内
⑰ 発 明 者 谷 本 一 郎 神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産自動車株式会社内
⑰ 発 明 者 石 井 啓 神奈川県横浜市港南区芹が谷3丁目31-15
⑰ 出 願 人 日産自動車株式会社 神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地
⑰ 出 願 人 日立粉末冶金株式会社 千葉県松戸市稔台520番地
⑰ 代 理 人 弁理士 小 塩 豊
最終頁に続く

明 細 書

1. 発明の名称

耐摩耗性鉄基焼結合金

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で、MoおよびWのうちいずれか1種または2種：5～25%、Cr：2～12%、Si：0.1～0.9%、Mn：0.7%以下、P：0.05%以下、C：0.1～1.2%、B：0.5～2.5%、N：0.002～2.0%、残部Feおよび不純物からなることを特徴とする耐摩耗性鉄基焼結合金。

(2) 重量%で、MoおよびWのうちいずれか1種または2種：5～25%、Cr：2～12%、Si：0.1～0.9%、Mn：0.7%以下、P：0.05%以下、C：0.1～1.2%、B：0.5～2.5%、N：0.002～2.0%、およびV、Nb、Ta、Ti、Zr、Hf、Co、Niよりなる群から選ばれる元素のうちいずれか1種または2種以上：2.0%以下、残部Feおよび不純物からなることを特徴とする

耐摩耗性鉄基焼結合金。

3. 発明の詳細な説明

【発明の目的】

(産業上の利用分野)

本発明は、耐摩耗性が要求される部品の素材として利用される鉄基焼結合金に関し、例えば内燃機関のロッカーアームやタペット等の高面圧のかかる摺動部に使用した場合において、高合金系カムシャフトなどが相手材であってカムプロフィール等が摩耗にきびしい形状であっても、すぐれた耐摩耗性となじみ性とを発揮する耐摩耗性鉄基焼結合金に関するものである。

(従来の技術)

近年、内燃機関に対する高速化および高出力化などの要求に伴って、内燃機関の動弁系部材の摩耗が問題となりつつあり、特にロッカーアームやタペットのカムシャフトとの摺動部に対する耐久性の要求はきわめて厳しいものとなっている。

一般に、ロッカーアームやタペットのカムシャ

フトとの摺動部は高面圧を受けるものであるため、すぐれた耐摩耗性、耐スカuffing性および耐ピitting性を兼ね備えかつカムシャフトとのなじみ性をも合わせ持つことが要求される。

そこで、本発明者らは前記の事情にかんがみて、耐摩耗性等に優れた鉄基焼結合金の開発を鋭意進めてきた。その中で、例えば、すでに出願した特願昭61-54150号の明細書に記載した発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金では、所定の組織を得るために、重量%で、MoおよびWのうちいずれか1種または2種：5～20%、Cr：2～10%、Si：0.1～0.9%、Mn：0.7%以下、P：0.05%以下、C：0.1～0.8%、B：0.5～2.0%、および必要に応じてV、Nb、Ta、Ti、Zr、Hf、Co、Niよりなる群から選ばれる元素のうちいずれか1種または2種以上：20%以下、残部Feおよび不純物からなる組成としていた。

そこで、本発明者らは、高合金系のカム（カムシャフト）の相手材として長時間使用しても摩耗量が増大しないようにすることを目的として、炭化物、硼化物、炭硼化物の硬質相を補強する研究・実験を行った結果、Mo、W、Cr等の合金元素を増量しかつ窒素を含有させることにより、炭化物、硼化物と親和性が高い窒化物を析出させ、炭化物、硼化物、炭硼化物の一部を置換しおよび／または固溶させ、および／またはこれらと共存させることにより、材料の特性を劣化させることなくこの材料の耐摩耗性を向上させることを見出し、本発明を完成するに至った。特にこの材料系では、焼結過程において微細な炭化物と硼化物が共存しているために、窒素を含有させると窒化物が炭化物、硼化物等と相互固溶体、置換体を生じ易いことを確認した。

【発明の構成】

（問題点を解決するための手段）

本発明の第一発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金は、重量%で、MoおよびWのうちいずれか1種

（発明が解決しようとする問題点）

上記の特願昭61-54150号明細書に記載された発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金では、すぐれた耐摩耗性、耐スカuffing性および耐ピitting性を持つだけでなく、相手材とのなじみ性をも合わせ持つものであるため、ロッカーアームやタベットの素材として通常使用する場合に全く問題なく、かなり優れた特性を示す。

しかしながら、近年におけるエンジンの高性能化、高回転化の要求を満たすためには、マルチバルブ化（多弁化）する必要があり、したがってカムシャフトの本数がふえて径が細くかつカムリフト量が大きくなることから高合金化したカム（カムシャフト）が必要となっており、これらのカム（カムシャフト）の相手材として特願昭61-54150号の発明に係る鉄基焼結合金を用いた場合には、長時間使用による摩耗が問題となる場合がありうるということがわかった。

（発明の目的）

または2種：5～25%、Cr：2～12%、Si：0.1～0.9%、Mn：0.7%以下、P：0.05%以下、C：0.1～1.2%、B：0.5～2.5%、N：0.002～2.0%、を基本的に含有し、必要に応じて窒化物の硬度を高めるためにAl：0.05～1.0%を含有し、残部Feおよび不純物からなることを特徴としている。

また、本発明の第二発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金は、上記の組成に加えて、V、Nb、Ta、Ti、Zr、Hf、Co、Niよりなる群から選ばれる元素のうちいずれか1種または2種以上：20%以下、を含むことを特徴としている。

（作用）

本発明者らは、上記組成を持つ耐摩耗性鉄基焼結合金は、焼結過程において微細な炭化物、硼化物および／または炭硼化物が均一に共分散し、さらに窒素を含有しているために上記化合物が核あるいは中間媒体となって微細な炭窒化物、硼窒化

フトとの摺動部は高面圧を受けるものであるため、すぐれた耐摩耗性、耐スカuffing性および耐ピッティング性を兼ね備えかつカムシャフトとのなじみ性をも合わせ持つことが要求される。

そこで、本発明者らは前記の事情にかんがみて、耐摩耗性等に優れた鉄基焼結合金の開発を鋭意進めてきた。その中で、例えば、すでに出願した特願昭61-54150号の明細書に記載した発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金では、所定の組織を得るために、重量%で、MoおよびWのうちいずれか1種または2種：5～20%、Cr：2～10%、Si：0.1～0.9%、Mn：0.7%以下、P：0.05%以下、C：0.1～0.8%、B：0.5～2.0%、および必要に応じてV、Nb、Ta、Ti、Zr、Hf、Co、Niよりなる群から選ばれる元素のうちいずれか1種または2種以上：20%以下、残部Feおよび不純物からなる組成としていた。

そこで、本発明者らは、高合金系のカム（カムシャフト）の相手材として長時間使用しても摩耗量が増大しないようにすることを目的として、炭化物、硼化物、炭硼化物の硬質相を補強する研究・実験を行った結果、Mo、W、Cr等の合金元素を増量しかつ窒素を含有させることにより、炭化物、硼化物と親和性が高い窒化物を析出させ、炭化物、硼化物、炭硼化物の一部を置換しおよび／または固溶させ、および／またはこれらと共存させることにより、材料の特性を劣化させることなくこの材料の耐摩耗性を向上させることを見出し、本発明を完成するに至った。特にこの材料系では、焼結過程において微細な炭化物と硼化物が共存しているために、窒素を含有させると窒化物が炭化物、硼化物等と相互固溶体、置換体を生じ易いことを確認した。

【発明の構成】

（問題点を解決するための手段）

本発明の第一発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金は、重量%で、MoおよびWのうちいずれか1種

（発明が解決しようとする問題点）

上記の特願昭61-54150号明細書に記載された発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金では、すぐれた耐摩耗性、耐スカuffing性および耐ピッティング性を持つだけでなく、相手材とのなじみ性をも合わせ持つものであるため、ロッカーアームやタペットの素材として通常使用する場合に全く問題なく、かなり優れた特性を示す。

しかしながら、近年におけるエンジンの高性能化、高回転化の要求を満たすためには、マルチバルブ化（多弁化）する必要があり、したがってカムシャフトの本数がふえて径が細くかつカムリフト量が大きくなることから高合金化したカム（カムシャフト）が必要となっており、これらのカム（カムシャフト）の相手材として特願昭61-54150号の発明に係る鉄基焼結合金を用いた場合には、長時間使用による摩耗が問題となる場合がありうることがわかった。

（発明の目的）

または2種：5～25%、Cr：2～12%、Si：0.1～0.9%、Mn：0.7%以下、P：0.05%以下、C：0.1～1.2%、B：0.5～2.5%、N：0.002～2.0%、を基本的に含有し、必要に応じて窒化物の硬度を高めるためにAl：0.05～1.0%を含有し、残部Feおよび不純物からなることを特徴としている。

また、本発明の第二発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金は、上記の組成に加えて、V、Nb、Ta、Ti、Zr、Hf、Co、Niよりなる群から選ばれる元素のうちいずれか1種または2種以上：20%以下、を含むことを特徴としている。

（作用）

本発明者らは、上記組成を持つ耐摩耗性鉄基焼結合金は、焼結過程において微細な炭化物、硼化物および／または炭硼化物が均一に共分散し、さらに窒素を含有しているために上記化合物が核あるいは中間媒体となって微細な炭窒化物、硼窒化

物および／またはこれらの相互固溶体、一部置換体が安定的にかつ粗大化することなく微細で均一に析出しやすいことを確認した。

このようにして得られる合金のうちとくにマトリクス組織に微細でかつ十分な量の複炭化物、複窒化物、複窒化物および／または炭窒化物、炭窒化物、窒窒化物および／またはこれらの相互固溶体が均一分散している組織を有するものが優れた摺動耐摩耗性を有し、とりわけ高合金系カムシャフトでかつカムプロファイルが摩耗にきびしいカムシャフトの相手材としてロッカーアームやタベットの摺動面に使用した場合にすぐれた耐摩耗となじみ性を発揮することを見出した。

(成分限定理由)

本発明は上記の知見に基づいてなされたものであり、以下に成分組成(重量%)を上記の通りに限定した理由を説明する。

M o および W :

M o および W は、成分中の F e や C r などと共

た。

S i :

S i は、0.1%未満の添加量では脱酸効果が少なく、粉末中の酸素含有量が多くなって焼結性が低下するとともにM₂C系の粗大な板状炭化物が析出しやすくなり、相手部材とのなじみ性が低下する。一方、添加量が0.9%を超えても脱酸効果の向上もなく、粉末の形状が丸くなって当該粉末の成形性が低下するだけであることから、その含有量を0.1~0.9%と定めた。

M n :

M n は、前述したS i と同じように脱酸効果があり、添加することによって粉末中の酸素含有量を下げて焼結性を向上させるが、0.7%を超えると粉末の形状が丸くなって粉末の成形性が低下することにより成形体エッジ部の欠け等が生じやすくなることから、添加するとしてもその含有量を0.7%以下と定めた。

P :

P は、耐摩耗性焼結合金の場合において焼結促

にC、BやNと結合して複炭化物、複窒化物あるいは複窒化物またはこれらの一部置換体、相互固溶体を形成して耐摩耗性を与え、一部はマトリクス内に固溶して当該マトリクスを強化するとともに焼戻し硬化能を高める作用があるが、5%未満では所望の効果が十分に得られず耐摩耗性不足となり、25%を超えて含有させてもより一層の改善効果は認められず、経済的でないことからその含有量を5~25%と定めた。

C r :

C r は、成分中のF e やM o , W等とともに複炭化物、複窒化物、複窒化物を形成して耐摩耗性を向上させると同時に、マトリクス中に固溶して焼入性を増大させ、さらには焼戻し硬化能を高める効果を有するとともにマトリクスの耐食性を向上させる効果もあるが、2%未満ではその効果が十分に認められず、12%を超えて含有させてもより一層の改善効果がないばかりでなく、機械的強度が低下して相手材への攻撃性が増大してしまうことからその含有量を2~12%と定め

進元素として一般に0.2~0.8%程度添加する手法が広く用いられているが、本発明に係る焼結合金の場合はPの添加量が0.05%を超えた場合に、複窒化物、複炭化物、炭窒化物等が粗大化して相手材とのなじみ性が低下するとともに、粒界に複窒化物、複炭窒化物がネットワーク状に析出して強度が低下してしまうことからその含有量を0.05%以下と定めた。

C :

C は、その一部がM o , W , C r , Vなどの炭化物形成元素と結合して複炭化物を形成し、また窒化物中のNと一部置換して炭窒化物を形成する。さらに酸素と共に炭窒化物をも形成する。Cはこれらの化合物の形成によって耐摩耗性を向上させ、残りはマトリクス中に固溶して高い室温硬さと強度を与える作用を有するが、0.1%未満では複炭化物、炭窒化物、炭窒化物の量が少なすぎ、またマトリクスの室温硬さも小さすぎて、耐摩耗性が不十分である。また、1.2%を超えると複炭化物、炭窒化物が凝集析出し、粗大な炭窒

物および／またはこれらの相互固溶体、一部置換体が安定的にかつ粗大化することなく微細で均一に析出しやすいことを確認した。

このようにして得られる合金のうちとくにマトリクス組織に微細でかつ十分な量の複炭化物、複窒化物、複窒化物および／または炭窒化物、炭窒化物、窒窒化物および／またはこれらの相互固溶体が均一分散している組織を有するものが優れた摺動耐摩耗性を有し、とりわけ高合金系カムシャフトでかつカムプロファイルが摩耗にきびしいカムシャフトの相手材としてロッカーアームやタペットの摺動面に使用した場合にすぐれた耐摩耗となじみ性を発揮することを見出した。

(成分限定理由)

本発明は上記の知見に基づいてなされたものであり、以下に成分組成(重量%)を上記の通りに限定した理由を説明する。

Mn および W :

Mn および W は、成分中の Fe や Cr などと共た。

Si :

Si は、0.1%未満の添加量では脱酸効果が少なく、粉末中の酸素含有量が多くなって焼結性が低下するとともに M_2C 系の粗大な板状炭化物が析出しやすくなり、相手部材とのなじみ性が低下する。一方、添加量が0.9%を超えても脱酸効果の向上もなく、粉末の形状が丸くなって当該粉末の成形性が低下するだけであることから、その含有量を0.1~0.9%と定めた。

Mn :

Mn は、前述した Si と同じように脱酸効果があり、添加することによって粉末中の酸素含有量を下げて焼結性を向上させるが、0.7%を超えると粉末の形状が丸くなって粉末の成形性が低下することにより成形体エッジ部の欠け等が生じやすくなることから、添加するとしてもその含有量を0.7%以下と定めた。

P :

P は、耐摩耗性焼結合金の場合において焼結促

に C、B や N と結合して複炭化物、複窒化物あるいは複窒化物またはこれらの一部置換体、相互固溶体を形成して耐摩耗性を与え、一部はマトリクス内に固溶して当該マトリクスを強化するとともに焼戻し硬化能を高める作用があるが、5%未満では所望の効果が十分に得られずに耐摩耗性不足となり、25%を超えて含有させてもより一層の改善効果は認められず、経済的でないことからその含有量を5~25%と定めた。

Cr :

Cr は、成分中の Fe や Mn、W 等とともに複炭化物、複窒化物、複窒化物を形成して耐摩耗性を向上させると同時に、マトリクス中に固溶して焼入性を増大させ、さらには焼戻し硬化能を高める効果を有するとともにマトリクスの耐食性を向上させる効果もあるが、2%未満ではその効果が十分に認められず、12%を超えて含有させてもより一層の改善効果がないばかりでなく、機械的強度が低下して相手材への攻撃性が増大してしまうことからその含有量を2~12%と定め

進元素として一般に0.2~0.8%程度添加する手法が広く用いられているが、本発明に係る焼結合金の場合は P の添加量が0.05%を超えた場合に、複窒化物、複炭化物、炭窒化物等が粗大化して相手材とのなじみ性が低下するとともに、粒界に複窒化物、複炭窒化物がネットワーク状に析出して強度が低下してしまうことからその含有量を0.05%以下と定めた。

C :

C は、その一部が Mn、W、Cr、V などの炭化物形成元素と結合して複炭化物を形成し、また窒化物中の N と一部置換して炭窒化物を形成する。さらに酸素と共に炭窒化物をも形成する。C はこれらの化合物の形成によって耐摩耗性を向上させ、残りはマトリクス中に固溶して高い室温硬さと強度を与える作用を有するが、0.1%未満では複炭化物、炭窒化物、炭窒化物の量が少なすぎ、またマトリクスの室温硬さも小さすぎて、耐摩耗性が不十分である。また、1.2%を超えると複炭化物、炭窒化物が凝集析出し、粗大な炭窒

化物を生成して脆化しやすくなるうえに、相手材とのなじみ性が低下することから、その含有量を0.1~1.2%と定めた。

このCの添加方法としては、真空焼鈍を施したFe-Mo-W-Cr-V-Si-(Mn)-(Co)-(N)-C系アトマイズ合金粉末の形で添加するのが良い。これはCを単独にグラファイト粉末の形で添加すると、後述するB類として添加するFe-BあるいはFe-Cr-Bと結びついて焼結時に粗大な炭化物を粒界に沿ってネットワーク状に析出させて相手材への攻撃性を増大させてしまうためである。

B:

Bは、成分中のMo, W, V, Cr, Feとともに複碳化物を形成して耐摩耗性となじみ性を与えるとともに、一部はマトリクス中に固溶して焼入性を改善する。また、上記複碳化物の一部はC, Nと置換・結合し、複炭化物、複窒化物を形成して耐摩耗性を向上させる。

このようにBは微細な複碳化物、複炭化物、

しまうためである。このBの添加方法としてはFe-BあるいはFe-Cr-B系合金粉末の形で添加することが好ましい。

N:

Nは、成分中の金属元素と結合して複窒化物を作り、さらにこれらの複窒化物中のNとB, Cとが置換・結合して複炭窒化物、複炭窒化物を形成して耐摩耗性となじみ性を与えると共に、一部はマトリクス中に固溶して耐食性を改善する作用がある。しかし、その含有量が0.002%未満では複窒化物の量が少なすぎて耐摩耗性が不十分である。また、2.0%を超えると粗大な複窒化物を生成して脆化しやすくなるうえに相手材とのなじみ性が低下することから、その含有量を0.002%~2.0%と定めた。この場合、窒素はマトリクス粉中に含有させても良いし、VN, BN, NbN粉末の形で添加しても良い。

Al:

Alは、窒化硬度を高める元素であって、0.05%以上で顕著な効果を有するが、1.0

複窒化物を形成して本発明焼結合金の耐摩耗性と耐なじみ性を向上させるのに必須の主要成分であるが、0.5%未満の添加ではその効果が十分に認められず、一方2.5%を超えてもより一層の改善効果が期待できず、かえって複窒化物等の粗大化が起り、相手材とのなじみ性が低下することから、その含有量を0.5~2.5%と定めた。

本発明に係る焼結合金のB添加量としては上述したように0.5~2.5%とする必要があるが、特に優れた特性を示すのはB添加量がMo+Wとの間で、 $[Mo+W \text{ 含有量 (原子量)}] / [B \text{ 含有量 (原子量)}] = 0.8 \sim 1.5$ の関係を満たしているときである。これは上記原子比が1.5を超える場合は、複窒化物の生成量が少なく本発明合金の特徴であるなじみ性が低下してしまい、また前記原子比が0.8未満では、複窒化物が粗大化するとともにネットワーク状に粒界に析出してしまい、相手材とのなじみ性が低下すると同時に自分自身の耐ピッチング性が低下して

%を超えて含有させると焼結が進行しにくくなり、密度低下するので、窒化硬度を上げるために添加するとしても、その量は0.2~1.0%とする必要がある。

V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf, Co, Ni:

V, Nb, Taは、FeやCrとともにC, Nと結合してきわめて硬い複炭化物、複窒化物、複炭窒化物を作るとともに、Mo, Wの一部と置換した形の複炭化物や複窒化物、複窒化物を形成して耐摩耗性を与え、一部はマトリクス中に固溶して当該マトリクスを強化するとともに、焼戻し硬化能を高める作用がある。またV, Nb, Taは、焼結時の結晶粒の粗大化を防止するとともに炭化物の粗大化を防止する効果もある。これらの効果はV, Nb, Taが0.5%未満の場合ではあまり認められず、耐摩耗性や強度の低下をきたし、一方8%を超えて添加しても一層の改善効果は認められず経済的でないことから、添加するとしてもその含有量を0.5~8%とするのが良

化物を生成して脆化しやすくなるうえに、相手材とのなじみ性が低下することから、その含有量を0.1~1.2%と定めた。

このCの添加方法としては、真空焼鈍を施したFe-Mo-W-Cr-V-Si-(Mn)-(Co)-(N)-C系アトマイズ合金粉末の形で添加するのが良い。これはCを単独にグラファイト粉末の形で添加すると、後述するB類として添加するFe-BあるいはFe-Cr-Bと結びついて焼結時に粗大な炭化物を粒界に沿ってネットワーク状に析出させて相手材への攻撃性を増大させてしまうためである。

B:

Bは、成分中のMo, W, V, Cr, Feとともに複炭化物を形成して耐摩耗性となじみ性を与えるとともに、一部はマトリクス中に固溶して焼入性を改善する。また、上記複炭化物の一部はC, Nと置換・結合し、複炭化物、複炭窒化物を形成して耐摩耗性を向上させる。

このようにBは微細な複炭化物、複炭窒化物、

しまうためである。このBの添加方法としてはFe-BあるいはFe-Cr-B系合金粉末の形で添加することが好ましい。

N:

Nは、成分中の金属元素と結合して複窒化物を作り、さらにこれらの複窒化物中のNとB, Cとが置換・結合して複炭窒化物、複炭窒化物を形成して耐摩耗性となじみ性を与えると共に、一部はマトリクス中に固溶して耐食性を改善する作用がある。しかし、その含有量が0.002%未満では複窒化物の量が少なすぎて耐摩耗性が不十分である。また、2.0%を超えると粗大な複窒化物を生成して脆化しやすくなるうえに相手材とのなじみ性が低下することから、その含有量を0.002%~2.0%と定めた。この場合、窒素はマトリクス粉中に含有させても良いし、VN, BN, NbN粉末の形で添加しても良い。

Al:

Alは、窒化硬度を高める元素であって、0.05%以上で顕著な効果を有するが、1.0

複炭窒化物を形成して本発明焼結合金の耐摩耗性と耐なじみ性を向上させるのに必須の主要成分であるが、0.5%未満の添加ではその効果が十分に認められず、一方2.5%を超えてもより一層の改善効果が期待できず、かえって複炭化物等の粗大化が起り、相手材とのなじみ性が低下することから、その含有量を0.5~2.5%と定めた。

本発明に係る焼結合金のB添加量としては上述したように0.5~2.5%とする必要があるが、特に優れた特性を示すのはB添加量がMo+Wとの間で、 $[Mo+W \text{ 含有量 (原子量)}] / [B \text{ 含有量 (原子量)}] = 0.8 \sim 1.5$ の関係を満たしているときである。これは上記原子比が1.5を超える場合は、複炭化物の生成量が少なく本発明合金の特徴であるなじみ性が低下してしまい、また前記原子比が0.8未満では、複炭化物が粗大化するとともにネットワーク状に粒界に析出してしまい、相手材とのなじみ性が低下すると同時に自分自身の耐ピッチング性が低下して

%を超えて含有させると焼結が進行しにくくなり、密度低下するので、窒化硬度を上げるために添加するとしても、その量は0.2~1.0%とする必要がある。

V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf, Co, Ni:

V, Nb, Taは、FeやCrとともにC, Nと結合してきわめて硬い複炭化物、複窒化物、複炭窒化物を作るとともに、Mo, Wの一部と置換した形の複炭化物や複炭化物、複窒化物を形成して耐摩耗性を与え、一部はマトリクス中に固溶して当該マトリクスを強化するとともに、焼戻し硬化能を高める作用がある。またV, Nb, Taは、焼結時の結晶粒の粗大化を防止するとともに炭化物の粗大化を防止する効果もある。これらの効果はV, Nb, Taが0.5%未満の場合ではあまり認められず、耐摩耗性や強度の低下をきたし、一方8%を超えて添加しても一層の改善効果は認められず経済的でないことから、添加するとしてもその含有量を0.5~8%とするのが良

い。

Ti, Zr, Hf, Coは、固化物形成元素であり、耐摩耗性の向上に有効な元素であるので、必要に応じて12%以下の範囲で添加しても良い。特にCoはMo, Wなどの一部と置換して複固化物を形成するだけでなく、マトリクス中に固溶して赤熱硬さを向上させるため、熱間での耐摩耗性が要求される場合には添加することが特に効果的である。

また、マトリクスがオーステナイト化しない範囲でNiを添加しても良い。これはNiを添加するとマトリクスの耐食性が向上するため、ディーゼルエンジンのEGR仕様のロッカーアームや油圧リフタのように腐食摩耗が厳しい部品への適用には特に効果がある。

以上の成分組成からなる本発明に係る焼結合金の硬さとしては、HRC50~70の範囲が好ましい。これは、HRC50未満では耐摩耗性が不足し、HRC70を超えると相手材とのなじみ性が低下するためである。

ニウム各合金粉末、-325メッシュのカーボニルNi粉末、-500メッシュのTiN, NbN, VN, BNおよびAlN、等を用いて第1表に示す最終成分組成を持つように適宜配合し、潤滑剤として高級脂肪酸を加えて混合し、これら各混合粉末を7t/cm²の圧力で圧粉体に成形し、ついで前記圧粉体を非酸化性雰囲気中で1150℃~1250℃の温度にて60分間保持して焼結した後、熱処理を行って本発明実施例合金No. 1~18および比較例合金No. 1~10を製造した。

ついで、本発明実施例合金No. 1~18および比較例合金No. 1~10をそれぞれラッシュアジャスタ内蔵型のロッカーアームのカムシャフトとの摺動部に使用し、V型6気筒ガソリンエンジンにそれぞれ組み込んで性能評価試験を行った。一方、カムシャフトは高合金チル鋳物からなるものであり、その組成は、重量%で、C: 約3.7%、Si: 2.0%、Mn: 0.7%、Mo: 1.0%、Cr: 1.2%、V: 0.2

また、本発明に係る焼結合金の理論密度比としては90%以上とすることが好ましい。これは、90%未満の理論密度比ではマトリクスの強度が低く、かつ空孔も大きく、しかもこの空孔の持つ切欠作用によってマトリクスが破壊されやすくなってピッチング摩耗が生じやすくなるためである。

(実施例)

以下、本発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金の実施例を比較例と対比しながら説明する。

原料粉末として、真空焼鈍を施した粒度-100メッシュのFe-Cr-Mo-W-Si-C系アトマイズ合金粉末(必要に応じてV, Nb, Ta, Co, Nも含有)、-325メッシュのFe-Mo粉末あるいは純Mo粉末、-325メッシュのFe-W粉末あるいは純W粉末、-250メッシュのFe-B合金粉末(B: 20%含有)、-250メッシュのFe-P合金粉末(P: 26%含有)、-250メッシュのフェロチタン、フェロジルコニウム、フェロハフ

%、Ti: 0.1%、P: 0.2%、Cu: 0.5%、残部実質的にFeからなるものであって、硬度はHRC58以上のものである。この場合、カムシャフトは高出力用の高リフトタイプのものであって、弁の開閉速度が大きくかつ低速での油膜形成が難しいタイプのカムプロフィールを持っているものである。

この性能評価試験では、エンジン回転数: 600rpm、オイル: ガソリンエンジン用約2万5000km走行の廃油、油温: 60℃、運転時間: 800時間、およびその他の条件は実際の市場走行と同一の条件、で摩耗試験を行い、ロッカーアーム摺動部における摩耗量および相手部材であるカムシャフトのカム部の摩耗量を測定すると共に、同摺動部におけるスカuffingおよびピッチングの発生状況を観察した。この結果を同じく第1表に示す。



い。

Ti, Zr, Hf, Coは、固化物形成元素であり、耐摩耗性の向上に有効な元素であるので、必要に応じて12%以下の範囲で添加しても良い。特にCoはMo, Wなどの一部と置換して複固化物を形成するだけでなく、マトリクス中に固溶して赤熱硬さを向上させるため、熱間での耐摩耗性が要求される場合には添加することが特に効果的である。

また、マトリクスがオーステナイト化しない範囲でNiを添加しても良い。これはNiを添加するとマトリクスの耐食性が向上するため、ディーゼルエンジンのEGR仕様のロッカーアームや油圧リフトのように腐食摩耗が厳しい部品への適用には特に効果がある。

以上の成分組成からなる本発明に係る焼結合金の硬さとしては、HRC50~70の範囲が好ましい。これは、HRC50未満では耐摩耗性が不足し、HRC70を超えると相手材とのなじみ性が低下するためである。

ニウム各合金粉末、-325メッシュのカーボニルNi粉末、-500メッシュのTiN, NbN, VN, BNおよびAlN、等を用いて第1表に示す最終成分組成を持つように適宜配合し、潤滑剤として高級脂肪酸を加えて混合し、これら各混合粉末を7ton/cm²の圧力で圧粉体に成形し、ついで前記圧粉体を非酸化性雰囲気中で1150℃~1250℃の温度にて60分間保持して焼結した後、熱処理を行って本発明実施例合金No. 1~18および比較例合金No. 1~10を製造した。

ついで、本発明実施例合金No. 1~18および比較例合金No. 1~10をそれぞれラッシュアジャスタ内蔵型のロッカーアームのカムシャフトとの摺動部に使用し、V型6気筒ガソリンエンジンにそれぞれ組み込んで性能評価試験を行った。一方、カムシャフトは高合金チル鋳物からなるものであり、その組成は、重量%で、C:約3.7%、Si:2.0%、Mn:0.7%、Mo:1.0%、Cr:1.2%、V:0.2

また、本発明に係る焼結合金の理論密度比としては90%以上とすることが好ましい。これは、90%未満の理論密度比ではマトリクスの強度が低く、かつ空孔も大きく、しかもこの空孔のもつ切欠作用によってマトリクスが破壊されやすくなってピッチング摩耗が生じやすくなるためである。

(実施例)

以下、本発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金の実施例を比較例と対比しながら説明する。

原料粉末として、真空焼鈍を施した粒度-100メッシュのFe-Cr-Mo-W-Si-C系アトマイズ合金粉末(必要に応じてV, Nb, Ta, Co, Nも含有)、-325メッシュのFe-Mo粉末あるいは純Mo粉末、-325メッシュのFe-W粉末あるいは純W粉末、-250メッシュのFe-B合金粉末(B:20%含有)、-250メッシュのFe-P合金粉末(P:26%含有)、-250メッシュのフェロチタン、フェロジルコニウム、フェロハフ

%、Ti:0.1%、P:0.2%、Cu:0.5%、残部実質的にFeからなるものであって、硬度はHRC58以上のものである。この場合、カムシャフトは高出力用の高リフトタイプのものであって、弁の開閉速度が大きくかつ低速での油膜形成が難しいタイプのカムプロファイルを持っているものである。

この性能評価試験では、エンジン回転数:600rpm、オイル:ガソリンエンジン用約2万5000km走行の廃油、油温:60℃、運転時間:800時間、およびその他の条件は実際の市場走行と同一の条件、で摩耗試験を行い、ロッカーアーム摺動部における摩耗量および相手部材であるカムシャフトのカム部の摩耗量を測定すると共に、同摺動部におけるスカuffingおよびピッチングの発生状況を観察した。この結果を同じく第1表に示す。



第 1 表

区分	No.	成分組成 (重量%)																	性能評価結果				
		Fe	Mo	W	Cr	Si	Mn	P	C	B	N	Al	V	Nb	Ta	Ti	Zr	Hf	Co	Ni	ロッカーアーム の摩耗深さ (mm)	カムシャフト の摩耗深さ (mm)	ロッカーアーム、 カムシャフトの 外観
本発明実施例合金	1	残	9.5	4.2	4.0	0.7	0.5	0.03	1.1	0.9	0.05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.052	0.040	正常 スカフティングおよび ピッチングともなし
	2	残	4.9	10.0	5.0	0.5	0.4	0.02	0.8	0.8	0.7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.048	0.052	
	3	残	15.0	5.0	7.0	0.8	0.5	0.04	0.4	1.0	1.8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.045	0.055	
	4	残	8.0	3.0	10.0	0.5	0.4	0.04	0.5	1.0	0.5	-	0.5	1.0	-	-	-	-	-	0.5	0.043	0.051	
	5	残	10.0	5.0	8.0	0.5	0.4	0.04	0.8	0.8	1.5	-	-	-	0.5	-	-	1.0	0.5	-	0.037	0.042	
	6	残	7.0	8.0	3.0	0.5	0.5	0.03	0.7	0.7	0.03	-	-	-	-	0.7	-	-	2.0	-	0.040	0.022	
	7	残	8.5	5.0	7.5	0.5	0.4	0.02	0.7	0.8	0.1	0.10	1.0	-	-	-	0.8	-	2.5	-	0.015	0.017	
	8	残	12.0	5.0	5.0	0.4	0.4	0.02	0.8	1.2	1.5	0.80	-	1.0	0.5	-	-	-	1.2	-	0.030	0.040	
	9	残	10.5	5.0	8.0	0.4	0.4	0.02	0.5	1.0	0.03	0.07	-	-	0.3	-	-	-	1.0	-	0.049	0.030	
	10	残	15.0	7.0	10.0	0.7	0.5	0.02	0.7	1.0	0.2	0.15	-	1.0	-	0.5	0.5	-	-	1.0	0.025	0.045	
	11	残	4.0	3.0	3.0	0.6	0.4	0.02	0.8	0.8	0.1	0.20	1.5	-	0.3	-	1.0	-	1.0	-	0.058	0.030	
	12	残	9.0	4.0	8.0	0.8	0.5	0.05	0.7	1.0	0.1	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	0.040	0.040	
	13	残	9.0	4.0	7.0	0.5	0.4	0.02	1.0	1.0	0.2	0.07	-	-	-	1.5	-	-	-	-	0.037	0.043	
	14	残	8.0	4.0	7.0	0.4	0.4	0.03	0.2	1.0	0.15	0.12	-	-	-	-	-	0.5	-	-	0.055	0.020	
	15	残	8.0	4.0	7.0	0.8	0.5	0.02	0.7	2.2	0.15	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	0.025	0.018	
	16	残	8.0	4.0	7.0	0.8	0.5	0.02	0.7	2.2	0.15	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	0.020	0.042	
	17	残	9.0	4.0	7.0	0.5	0.5	0.03	0.7	0.8	0.1	0.08	0.5	1.0	-	-	-	1.5	-	0.5	0.010	0.037	
	18	残	12.0	8.0	10.0	0.7	0.5	0.04	1.1	2.0	1.7	0.80	0.2	0.2	0.1	-	0.2	-	-	0.5	0.052	0.022	
比較例合金	1	残	5.0	1.0	3.0	0.2	0.2	0.01	0.2	0.8	0.003	0.07	3.0	2.0	0.5	0.05	0.3	0.5	0.1	0.5	0.052	0.022	ロッカーアームチップスカフティングあり
	2	残	10.0	8.0	7.0	0.4	0.4	0.02	0.5	0.8	-	-	-	0.5	-	-	0.5	-	-	-	0.080	0.052	ロッカーアームチップ摩耗甚大
	3	残	12.0	6.0	5.0	0.4	0.4	0.02	0.8	1.5	-	-	0.5	0.5	-	1.0	-	-	-	-	0.078	0.085	ロッカーアームチップスクラックあり
	4	残	11.0	8.0	8.0	0.5	0.4	0.02	0.8	1.2	2.5	2.00	2.5	-	-	0.5	-	1.0	-	-	0.050	0.127	ロッカーアームチップスクラックあり
	5	残	10.0	7.5	8.0	0.4	0.3	0.02	0.7	1.0	0.001	0.20	-	-	-	-	-	-	-	-	0.075	0.058	ロッカーアームチップスクラックあり
	6	残	4.5	4.0	2.0	0.5	0.5	0.02	0.7	1.0	0.5	1.00	-	-	0.2	0.2	0.2	-	-	-	0.055	0.080	ロッカーアームチップスクラックあり
	7	残	9.0	4.0	8.0	0.5	0.4	0.02	0.7	1.0	4.0	1.00	-	0.5	-	-	-	-	-	-	0.080	0.124	ロッカーアームチップピッチングあり、 カムスカフティングあり
	8	残	20.0	15.0	7.0	0.4	0.4	0.03	0.5	1.2	0.2	0.07	-	-	-	-	-	-	-	-	0.072	0.105	カム摩耗甚大
	9	残	10.0	8.0	20.0	0.2	0.2	0.02	0.7	0.8	0.2	-	-	-	0.5	-	-	-	0.5	-	0.085	0.120	ロッカーアームチップピッチングあり
	10	残	11.0	4.0	0.5	0.3	0.4	0.03	0.8	0.9	0.1	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	0.135	0.030	カム摩耗甚大
比較例合金	1	残	10.0	8.0	7.0	0.3	0.5	0.04	0.7	5.0	0.1	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	0.120	0.075	ロッカーアームチップスカフティング大
	2	残	10.0	8.0	7.0	0.3	0.5	0.04	0.7	5.0	0.1	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	0.120	0.075	ロッカーアームチップピッチング大

第1表に示す結果より明らかなように、比較例合金No. 1～10で示したごとく、成分組成の範囲が本発明合金からはずれた合金では、それぞれロッカーアームやカムシャフトのカム部の摩耗が大きかったり、スカフティングやピッチングの発生が認められたりして、いずれも満足のできる特性は示していないことがわかった。

これに対して、本発明実施例合金No. 1～18の場合はいずれも優れた耐摩耗性を示し、相手部材であるカムシャフトのカム部を著しく損傷させることもなく、さらには耐スカフティング性および耐ピッチング性にもきわめて優れたものとなっていることがわかった。

なお、ここに示した本発明実施例合金は熱処理によってマトリクス組織は焼戻しマルテンサイト为主体とするものとなっているが、この熱処理条件を適宜選択することによって、マトリクスの組織をベイナイト、パーライト、ベイナイト+パーライト等の組織とすることもできるのはもちろんである。

なお、ここで示した実施例では、本発明実施例合金をロッカーアームの摺動部に適用した場合について述べたが、タペット、カム、スリーブおよびバルブシートなどのように、高面圧がかかるうえに境界潤滑ないしは乾燥摩耗をするような用途に使用しても同様にすぐれた耐摩耗性を示すものである。

【発明の効果】

以上説明してきたように、本発明の第一発明に係る鉄基焼結合金は、重量%で、MoおよびWのうちいずれか1種または2種：5～25%、Cr：2～12%、Si：0.1～0.9%、Mn：0.7%以下、P：0.05%以下、C：0.1～1.2%、B：0.5～2.5%、N：0.002～2.0%、を基本的に含有し、必要に応じて窒化物の硬度を高めるためにAl：0.05～1.0%含有し、残部Feおよび不純物からなる組成を有し、また、本発明の第二発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金は、上記の組成に加えて、V、Nb、Ta、Ti、Zr、Hf、

第 1 表

区分	No.	成分組成 (重量%)																	性能評価結果				
		Fe	Mo	W	Cr	Si	Mn	P	C	B	N	Al	V	Nb	Ta	Ti	Zr	Hf	Co	Ni	ロッカーアームの摩耗深さ (mm)	カムシャフトの摩耗深さ (mm)	ロッカーアーム、カムシャフトの外観
本発明実施例合金	1	残	8.5	4.2	4.0	0.7	0.5	0.03	1.1	0.9	0.05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.052	0.040	正常 スカフティングおよび ピッチングともなし
	2	残	4.8	10.0	5.0	0.5	0.4	0.02	0.8	0.8	0.7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.048	0.052	
	3	残	15.0	5.0	7.0	0.8	0.5	0.04	0.4	1.0	1.8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.045	0.055	
	4	残	9.0	3.0	10.0	0.5	0.4	0.04	0.5	1.0	0.5	-	0.5	1.0	-	-	0.5	-	0.5	-	0.042	0.051	
	5	残	10.0	5.0	8.0	0.5	0.4	0.04	0.6	0.8	1.5	-	-	-	0.5	-	-	1.0	0.5	-	0.037	0.042	
	6	残	7.0	6.0	3.0	0.5	0.5	0.02	0.7	0.7	0.02	-	-	-	-	0.7	-	-	2.0	-	0.040	0.022	
	7	残	8.5	5.0	7.5	0.5	0.4	0.02	0.7	0.8	0.1	0.10	1.0	-	-	-	0.8	-	2.5	-	0.015	0.017	
	8	残	12.0	5.0	5.0	0.4	0.4	0.02	0.8	1.2	1.5	0.80	-	1.0	0.5	-	-	-	1.2	-	0.030	0.040	
	9	残	10.5	5.0	8.0	0.4	0.4	0.02	0.5	1.0	0.02	0.07	-	-	0.2	-	-	1.0	-	-	0.040	0.030	
	10	残	15.0	7.0	10.0	0.7	0.5	0.02	0.7	1.0	0.2	0.15	-	1.0	-	0.5	0.5	-	-	1.0	0.025	0.045	
	11	残	4.0	3.0	3.0	0.6	0.4	0.02	0.8	0.8	0.1	0.20	1.5	-	0.2	-	1.0	-	1.0	-	0.058	0.030	
	12	残	9.0	4.0	8.0	0.8	0.5	0.05	0.7	1.0	0.1	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	0.040	0.040	
	13	残	8.0	4.0	7.0	0.5	0.4	0.02	1.0	1.0	0.2	0.07	-	-	-	1.5	-	-	-	-	0.037	0.042	
	14	残	8.0	4.0	7.0	0.4	0.4	0.02	0.2	1.0	0.15	0.12	-	-	-	-	-	0.5	-	-	0.055	0.020	
	15	残	8.0	4.0	7.0	0.8	0.5	0.02	0.7	2.2	0.15	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	0.025	0.018	
	16	残	9.0	4.0	7.0	0.5	0.5	0.02	0.7	0.8	0.1	0.08	0.5	1.0	-	-	-	1.5	-	0.5	0.020	0.042	
	17	残	12.0	8.0	10.0	0.7	0.5	0.04	1.1	2.0	1.7	0.80	0.2	0.2	0.1	-	0.2	-	-	0.5	0.010	0.037	
	18	残	5.0	1.0	3.0	0.2	0.2	0.01	0.2	0.8	0.002	0.07	3.0	2.0	0.5	0.05	0.3	0.5	0.1	0.5	0.052	0.022	
比較例合金	1	残	10.0	8.0	7.0	0.4	0.4	0.02	0.5	0.8	-	-	-	0.5	-	-	0.5	-	-	-	0.080	0.052	ロッカーアームチップスカフティングあり
	2	残	12.0	8.0	5.0	0.4	0.4	0.02	0.8	1.5	-	-	-	0.5	0.5	-	1.0	-	1.0	-	0.078	0.085	ロッカーアームチップ摩耗甚大
	3	残	11.0	8.0	9.0	0.5	0.4	0.02	0.8	1.2	3.5	2.00	2.5	-	-	0.5	-	1.0	-	-	0.050	0.127	ロッカーアームチップエッジクラックあり
	4	残	10.0	7.5	8.0	0.4	0.3	0.02	0.7	1.0	0.001	0.20	-	-	-	-	-	-	-	-	0.075	0.058	ロッカーアームチップスカフティングあり
	5	残	4.5	4.0	2.0	0.5	0.5	0.02	0.7	1.0	4.5	1.00	-	-	0.2	0.2	0.2	-	-	-	0.055	0.080	ロッカーアームチップエッジクラックあり
	6	残	9.0	4.0	8.0	0.5	0.4	0.02	0.7	1.0	4.0	1.00	-	0.5	-	-	-	-	-	-	0.080	0.124	ロッカーアームチップピッチングあり、カムスカフティングあり
	7	残	20.0	15.0	7.0	0.4	0.4	0.03	0.5	1.2	0.2	0.07	-	-	-	-	-	-	-	-	0.072	0.105	カム摩耗甚大
	8	残	10.0	6.0	20.0	0.2	0.2	0.02	0.7	0.8	0.2	-	-	-	0.5	-	-	-	0.5	-	0.065	0.120	ロッカーアームチップピッチングあり
	9	残	11.0	4.0	0.5	0.3	0.4	0.02	0.8	0.9	0.1	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	0.135	0.030	カム摩耗甚大
	10	残	10.0	8.0	7.0	0.3	0.5	0.04	0.7	5.0	0.1	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	0.120	0.075	ロッカーアームチップピッチング大

第1表に示す結果より明らかなように、比較例合金No. 1~10で示したごとく、成分組成の範囲が本発明合金からはずれた合金では、それぞれロッカーアームやカムシャフトのカム部の摩耗が大きかったり、スカフティングやピッチングの発生が認められたりして、いずれも満足のできる特性は示していないことがわかった。

これに対して、本発明実施例合金No. 1~18の場合はいずれも優れた耐摩耗性を示し、相手部材であるカムシャフトのカム部を著しく損傷させることもなく、さらには耐スカフティング性および耐ピッチング性にもきわめて優れたものとなっていることがわかった。

なお、ここに示した本発明実施例合金は熱処理によってマトリクス組織は焼戻しマルテンサイト为主体とするものとなっているが、この熱処理条件を適宜選択することによって、マトリクスの組織をベイナイト、パーライト、ベイナイト+パーライト等の組織とすることもできるのはもちろんである。

なお、ここで示した実施例では、本発明実施例合金をロッカーアームの摺動部に適用した場合について述べたが、タペット、カム、スリーブおよびバルブシートなどのように、高面圧がかかるうえに境界潤滑ないしは乾燥摩耗をするような用途に使用しても同様にすぐれた耐摩耗性を示すものである。

【発明の効果】

以上説明してきたように、本発明の第一発明に係る鉄基焼結合金は、重量%で、MoおよびWのうちいずれか1種または2種：5~25%、Cr：2~12%、Si：0.1~0.9%、Mn：0.7%以下、P：0.05%以下、C：0.1~1.2%、B：0.5~2.5%、N：0.002~2.0%、を基本的に含有し、必要に応じて窒化物の硬度を高めるためにAl：0.05~1.0%含有し、残部Feおよび不純物からなる組成を有し、また、本発明の第二発明に係る耐摩耗性鉄基焼結合金は、上記の組成に加えて、V、Nb、Ta、Ti、Zr、Hf、

C、Niよりなる群から選ばれる元素のうちいずれか1種または2種以上：20%以下、を含む組成を有するものであるから、上記いずれの組成を有する鉄基焼結合金においても、マトリクス組織中に微細でかつ十分な量の炭化物と微細な硼化物、窒化物および／または炭硼化物、炭窒化物および／またはこれらの相互固溶体が均一に分散した組織とすることができるため、従来以上に優れた磨動耐摩耗特性を有し、例えばロッカーアームの磨動部に適用した場合において高合金系の材料からなるカムシャフトであってかつカムプロフィールが摩耗に対してかなりきびしいカムシャフトを相手材として長時間使用したときでも、自身がもつ優れた耐摩耗性を失わずかつ相手材に対する攻撃性も少なくすることができ、工業上きわめて有益な特性を有するものである。

特許出願人 日産自動車株式会社
 同 出願人 日立粉末冶金株式会社
 代理人弁理士 小 塩 豊

第1頁の続き

⑤Int.Cl.⁴ 識別記号 庁内整理番号
 // C 22 C 33/02 1 0 3 D-7511-4K

⑦発明者 遠 藤 弘 之 千葉県我孫子市つくし野3丁目3-208
 ⑦発明者 池 ノ 上 寛 千葉県松戸市常盤平3-26-3-102
 ⑦発明者 鈴木 啓 太 郎 千葉県我孫子市湖北台7-14-57-303

C o , N i よりなる群から選ばれる元素のうちいずれか1種または2種以上: 20%以下、を含む組成を有するものであるから、上記いずれの組成を有する鉄基焼結合金においても、マトリクス組織中に微細でかつ十分な量の炭化物と微細な硼化物、窒化物および/または炭硼化物、炭窒化物および/またはこれらの相互固溶体が均一に分散した組織とすることができるため、従来以上に優れた摺動耐摩耗特性を有し、例えばロッカーアームの摺動部に適用した場合において高合金系の材料からなるカムシャフトであってかつカムプロフィールが摩耗に対してかなりきびしいカムシャフトを相手材として長時間使用したときでも、自身がもつ優れた耐摩耗性を失わずかつ相手材に対する攻撃性も少なくすることができ、工業上きわめて有益な特性を有するものである。

特許出願人 日産自動車株式会社
 同 出願人 日立粉末冶金株式会社
 代理人弁理士 小 堀 豊

第1頁の続き

⑤Int.Cl. ⁴	識別記号	庁内整理番号
// C 22 C 33/02	1 0 3	D-7511-4K

⑦2発 明 者	遠 藤 弘 之	千葉県我孫子市つくし野3丁目3-208
⑦2発 明 者	池 ノ 上 寛	千葉県松戸市常盤平3-26-3-102
⑦2発 明 者	鈴木 啓 太 郎	千葉県我孫子市湖北台7-14-57-303

Examiner's Copy

PTO 03-2544

CY=JP DATE=19881111 KIND=A
PN=63-274740

ABRASION-RESISTANT SINTERED IRON ALLOYS
[Taimamousei tetsuki shoketsu gokin]

Akira Fujiki, et al.

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE
Washington, D.C. April 2003

Translated by: FLS, Inc.

PUBLICATION COUNTRY	(10): JP
DOCUMENT NUMBER	(11): 63-274740
DOCUMENT KIND	(12): A
	(13): PUBLISHED UNEXAMINED PATENT APPLICATION (Kokai)
PUBLICATION DATE	(43): 19881111 [WITHOUT GRANT]
PUBLICATION DATE	(45): [WITH GRANT]
APPLICATION NUMBER	(21): 62-109480
APPLICATION DATE	(22):
PRIORITY DATE	(32):
ADDITION TO	(61):
INTERNATIONAL CLASSIFICATION	(51):
DOMESTIC CLASSIFICATION	(52):
PRIORITY COUNTRY	(33):
PRIORITY NUMBER	(31):
PRIORITY DATE	(32):
INVENTOR	(72): FUKUI, AKIRA; YASUDA, YOSHITERU; TANIMOTO, ICHIRO; ISHI, KEI.
APPLICANT	(71): Nissan Automobile Corp.
TITLE	(54): ABRASION-RESISTANT SINTERED IRON ALLOYS
FOREIGN TITLE	[54A]: Taimamousei tetsuki shoketsu gokin

1. Name of this Invention

Abrasion-resistant Sintered Iron Alloys

2. Claims

[1] Abrasion-resistant sintered iron alloy comprising:

Mo and/or W: 5 - 25%, Cr: 2 - 12%, Si: 0.1 - 0.9%, Mn: 0.7% or less, P: 0.05% or less, C: 0.1 - 1.2%, B: 0.5 - 2.5%, N: 0.002 - 2.0%, and remaining portion: Fe and impure substance.

[2] Abrasion-resistant sintered iron alloy comprising:

Mo and/or W: 5 - 25%, Cr: 2 - 12%, Si: 0.1 - 0.9%, Mn: 0.7% or less, P: 0.05% or less, C: 0.1 - 1.2%, B: 0.5 - 2.5%, N: 0.002 - 2.0%, at least one material selected from V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf, CO, and Ni: 20% or less, and remaining portion: Fe and impure substance.

3. Detailed Explanation of this Invention

[Industrial Field]

This invention pertains to an abrasion-resistant sintered iron alloy used to produce an abrasion-resistant product. For example, the alloy based on this invention can provide excellent abrasion resistance and running-in characteristic when used as a slidable part receiving high surface pressure (e.g., rocker-arm and tappet of

* Numbers in the margin indicate pagination in the foreign text.

internal combustion engine) positioned against a high alloy type camshaft designed to cause abrasions with the counterpart.

[Conventional Technology]

With recent increasing speed and output of internal combustion engine, motion valve parts capable of accommodating such high capacity must be available. Particularly, the area between a camshaft and a rocker-arm or tappet must provide extremely high durability against sliding motions.

Generally speaking, since the section of rocker arm or tappet receiving sliding motions of a camshaft receives a high surface pressure, such area must have strong abrasion resistance, scuffing resistance, and pitting resistance, with sufficient running-in characteristic. /226

Therefore, developers of this invention investigated a method to provide an improved sintered iron alloy with sufficient abrasion resistance and reported the following alloy (refer to Patent No. 61-54150).

Mo and/or W: 5 - 20%, Cr: 2 - 10%, Si: 0.1 - 0.9%, Mn: 0.7% or less, P: 0.05% or less, C: 0.1 - 0.8%, B: 0.5 - 2%, and at least one material selected from V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf, CO, and Ni: 20% or less, and remaining portion: Fe and impure substance.

[Problems to Be Solved by this Invention]

The abrasion-resistant sintered iron alloy described above provides excellent abrasion resistance, scuffing resistance, and

pitting resistance with a running-in characteristic against the counterpart. Therefore, when used with a rocker-arm or tappet in the standard setting, the alloy is highly effective.

However, in order to carry out high capacity and high-speed operation of rotation engine, valve must be designed as multi-valve part containing an increased number of camshafts with reduced diameters and increased cam lift capacities. To satisfy this conditions, high alloy cam (camshaft) becomes necessary. When the sintered iron alloy reported in Patent No. 61-54150 is used for a long period in such setting, the abrasion-resistance may become inadequate.

[Purpose of this Invention]

To provide an alloy durable enough as a counterpart of a high alloy type cam (camshaft), that can maintain excellent abrasion resistance after a long period of use, the developers of this invention investigated a technique to reinforce and harden carbide, borate, and carbon borate by conducting various experiments. As a result, they discovered that the following steps could drastically improve the abrasion resistance of the alloy without negatively affecting the benefits of the alloy: (1) By increasing the amounts of Mo, W, Cr, etc., and adding nitrogen to the mixture, a nitride having excellent affinity to carbide and borate can be deposited; then, (2) a portion of carbide, borate, or nitride is substituted and/or made into a solid solution, and/or arranged to coexist.

Particularly, since fine carbide and borate coexist in the system during sintering process, by adding nitrogen to the system, a nitride can easily form a solid solution or substitution with carbide and borate.

[Constitution of this Invention]

[Method to Solve the Problems]

The first claim of this invention provides an abrasion-resistant sintered iron alloy comprising:

Mo and/or W: 5 - 25%, Cr: 2 - 12%, Si: 0.1 - 0.9%, Mn: 0.7% or less, P: 0.05% or less, C: 0.1 - 1.2%, B: 0.5 - 2.5%, N: 0.002 - 2.0%, and remaining portion: Fe and impure substance.

With the second claim of this invention, in addition to the configuration described in the first claim, at least one material selected from V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf, CO, and Ni is included for an amount of 20% or less.

[Operation]

With the abrasion-resistant sintered iron alloy consisting of the composition described above, fine carbide, borate and/or carbon borate are uniformly dispersed during the sintering process, being able to function as nuclei or intermediate media. Therefore, since the composition also contains nitride, fine carbon nitride, boric nitride and/or solid solution/partly substituted material can be /227 created as uniformly deposited stable and fine substances, without forming bulky compositions.

Among the alloys that can be created by this method, an alloy containing a sufficient amount of fine double carbide, double borate, double nitride and/or carbon borate, carbon nitride, boric nitride and/or solid solution of those material in its matrix was found to provide excellent sliding-resistance and abrasion-resistance. Such alloy was found to produce exceptionally effective abrasion resistance and running-in characteristic when applied to the sliding area of rocker-arm or tappet having a counterpart that is a high alloy camshaft having a severe cam profile.

[Basis on the Specified Amount Range of Each Substance]

The following explains the reason for setting the range of each composition material (wt%).

Mo and W:

Mo and W bond to C, B, and N in the composition with Fe and Cr to form double carbide, double borate, double nitride, or a part substitution or solid solution of those double materials, providing excellent abrasion-resistance, where some portion becomes a solid solution in a matrix to reinforce the matrix while increasing the annealing hardness. However, if the amount is less than 5%, said effectiveness cannot be sufficiently manifested to cause insufficient abrasion-resistance. On the other hand, amount exceeding 25% results in saturated effectiveness and is uneconomical. Therefore, the content ratio should be 5 - 25%.

Cr:

Cr forms double carbide, double borate, and double nitride with Fe, Mo and W to increase the abrasion-resistance, and at the same time, becomes a solid solution in the matrix to increase the sintering characteristic, durability against annealing, and corrosion-resistance of the matrix. However, if the amount is less than 2%, said effectiveness cannot be sufficiently manifested. On the other hand, amount exceeding 12% results in saturated effectiveness, and rather worsens the mechanical strength and increases its resistance against the counterpart. Therefore, the content ratio should be 2 - 12%.

Si:

If the amount of Si is less than 0.1 %, deoxidation effect becomes minimal, subsequently leaving a large amount of oxygen in the powder, worsening the sintering characteristic. Also, a bulky plate-like M_2C type carbide tends to be deposited to lower the running-in characteristic with the counterpart. On the other hand, amount exceeding 0.9% results in saturation of effectiveness, and rather causes increased particle roundness to lower the molding characteristic. Therefore, the content ratio should be 0.1 - 0.9%.

Mn:

Mn, which has a deoxidation effect like Si, can reduce the oxygen content in the powder to increase the sintering characteristic. However, an amount exceeding 0.7% rather increases particle roundness to lower the molding characteristic, leading to

chipping of mold product. Therefore, the content ratio should be 0.7% or less.

P:

0.2 - 0.8% of P is commonly used as a sintering acceleration element for sintering an abrasion-resistant alloy. However, an amount exceeding 0.05% in the sintered alloy based on this invention results in bulky double borate, double carbide, and carbon nitride, which reduces the running-in characteristic for the counterpart. In addition, double borate and double carbon borate precipitate and form a network-like structure around the particle boundary to reduce the strength. Therefore, the content ratio should be 0.05% or less.

C:

C partially bonds to carbide-forming elements (e.g., (Mo, W, Cr, V, etc.)) to create a double carbide. Also, it is partially substituted with N in nitride to form carbon nitride. Furthermore, it creates carbon borate with boron. By forming those compositions, C can improve the abrasion resistance, while remaining C can form a solid solution in the matrix to increase the hardness and strength at room temperature. However, an amount less than 0.1% results in insufficient quantities of double carbide, carbon nitride, carbon borate, which leads to inadequate hardness of matrix at room temperature, thereby resulting in insufficient abrasion-resistance. On the other hand, an amount exceeding 1.2% results in coagulated double carbide and carbon nitride to form bulky carbon borate,

/228

subsequently increasing fragility of the material. Also, running-in characteristic decreases. Therefore, the content ratio should be 0.1 - 1.2%.

This C element is preferably added in a form of vacuum-sintered Fe-Mo-W-Cr-V-Si-(Mn)-(Co)-(N)-C type atomized alloy powder. This is because, if C alone is added as graphite power, it tends to bond to Fe-B or Fe-Cr-B added as the source of B (described later) and makes bulky carbon borate deposited along the particle boundary in a form of network during sintering process to increase the offensive nature against counterpart.

B forms double borate with Mo, W, V, Cr, and Fe in the composition to increase the abrasion-resistance and running-in characteristic. Also, a portion of B forms a solid solution in the matrix to improve the sintering characteristic. In addition, a part of double borate bonds or substitutes C and N to form a double carbon borate and double boron nitride, which then increase the abrasion-resistance.

Thus, B, which forms fine double borate, double carbon borate, and double boron nitride, is an essential main substance for improving the abrasion-resistance and running-in characteristic of the sintered alloy based on this invention. However, an amount less than 0.05% cannot provide sufficient effectiveness, whereas an amount exceeding 2.8% results in saturated effectiveness, and rather forms

bulky double borate to lower the running-in characteristic for the counterpart. Therefore, the content ratio should be 0.5 - 2.5%.

Amount of B additive in the sintered alloy based on this invention should be within a range of 0.5 - 2.5% as described above, where the best effect can be obtained when the amount satisfies:
$$\frac{[\text{Mo} + \text{W content (atomic quantity)}]}{[\text{B content (atomic quantity)}]} = 0.8 - 1.5.$$
 This is because, when the atomic ratio exceeds 1.5, an amount of double borate product becomes too small to maintain the running-in characteristic of the alloy. Also, an amount less than 0.8 results in bulky borate double which tends to be deposited in the particle boundary, forming a network, subsequently reducing the running-in characteristic and own pitting characteristic. To add 'B' element, Fe-B or Fe-Cr-B type alloy powder is preferably used.

N:

N bonds to the metallic elements in the composition to form a double nitride. Then, N, B and C in the double nitride are substituted and bonded to form a double carbon nitride and boric nitride double to provide an abrasion-resistance and running-in characteristic. Also, a part of such compound forms a solid solution in the matrix to improve the corrosion-resistance. However, if the content is less than 0.02%, the amount of double nitride is too small to provide sufficient abrasion-resistance; whereas an amount exceeding 2.0% results in creating bulky double nitride to increase the fragility of the alloy while lowering the running-in

characteristic against the counterpart. Therefore, the amount should be 0.002 - 2.0%. In this case, nitrogen may be included in the matrix powder. Also, it may be added in a form of VN, BN, or NbN powder.

Al:

Al is an element heightening the nitride hardness. Although an amount exceeding 0.05% can provide notable effectiveness, an amount exceeding 1.0% prevents smooth sintering by lowering the density of the nitride. Therefore, when added to increase the nitride hardness, the amount should be within a range of 0.2 - 1.0%.

V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf, Co, Ni:

V, Nb, and Ta forms extremely hard double carbide, double nitride, and double carbon nitride by bonding to C and N. Also, it forms a double carbide, double borate and double nitride by substituting a part of Mo and W to provide abrasion-resistance. In this case, a portion of such substances forms a solid solution in the matrix to strengthen the matrix while increasing the annealing hardening. Also, V, Nb, and Ta prevent the formation of bulky crystal grains and bulky carbide during sintering. Those benefits are not noticeable when the total amount of V, Nb, and Ta is less than 0.5%, and rather they lower the abrasion-resistance and strength. On the other hand, an amount exceeding 8% results in saturated effectiveness and is uneconomical. Therefore, the content should be 0.5 - 8%.

/229

Ti, Zr, Hf, and Co are borate-formation elements and can effectively improve the abrasion-resistance. Therefore, 12% or less quantity is allowable. Particularly, Co substitutes a portion of Mo and W to form a double, and also, forms a solid solution in the matrix to improve the hardness in the red heat. Therefore, adding this element is particularly effective when the abrasion-resistance is needed in the heat.

Furthermore, N may be added within a range not causing austenite matrix. This is because Ni, being able to improve the corrosion-resistance of matrix can be effectively added to produce a part, receiving strong corrosive abrasion (e.g., rocker-arm for EGR-diesel engine and oil pressure lifter).

The hardness of sintered alloy consisting of the composition described above is preferably within a range of 50 - 70 H_{RC}. If it is less than 50 H_{RC}, abrasion resistance becomes insufficient, whereas hardness exceeding 70 H_{RC} results in weak running-in characteristic.

Also, the theoretical density ratio of sintering alloy should be 90% or higher. This is because, the theoretical density ratio below 90% results in weak matrix with large air holes. The cutting-off function of air holes tends to destroy the matrix to easily cause pitting abrasion.

Operational example:

The following explains the operational example of this invention of abrasion-resistant sintered iron alloy and a comparison example.

As raw powders, vacuum-annealed 100 mesh Fe-Cr-Mo-W-Si-C type atomized alloy powder (may contain V, Nb, Ta, Co, and N if necessary), -325 mesh Fe-Mo powder or pure W powder, -250 mesh Fe-B alloy powder (B: 20%), -250 mesh Fe-P alloy powder (P: 26%), -250 mesh ferro-titanium, ferro-zirconium, and ferro-hafnium alloy powders, -325 mesh carbonyl Ni powder, and -500 mesh TiN, NbN, VN, BN, and AlN were made into various compositions shown in Table 1. Also, as a lubricant, high class fatty acid was added and mixed. Each prepared powder was molded to form a pressed powder using a pressure of 7 ton/cm². Next, after this pressed powder was annealed at 1150°C - 1250°C for 60 minutes in a non-oxidation atmosphere, a heat process was performed to prepare Operational example alloys No. 1 - No. 18 and Comparison example alloys NO. 1 - No. 10.

Next, each of prepared alloys was applied to the area sliding against a camshaft of internal rush adjuster type rocker-arm, and built into a V-type 6-cylinder gasoline engine to perform capacity evaluation tests. The camshaft was made of high alloy chilled molded material which was composed of (wt%):

C: approx. 3.7%, Si: 2.0%, Mn: 0.7%, Mo: 1.0%, Cr: 1.2%, V: 0.2%, Ti: 0.1%, P: 0.2%, Cu: 0.5%, and Fe: remaining amount.

The hardness was 58 H_RC or higher. In this case, the camshaft is high output/lift type, containing high speed opening/closing valves, designed to prevent oil film formation.

The capacity evaluation tests were conducted under the following conditions:

Engine rotation count: 600 rpm, oil: approx. 25,000 Km run recycled oil for gasoline engine, oil temperature: 60°C, operational time: 800 hours; other operational conditions were same as the actual operation conditions.

An abrasion test was conducted under the conditions described above to measure the abrasion at the sliding area of rocker-arm and abrasion of cam area of the camshaft, which was the counterpart. Also, scuffing and pitting occurrence during sliding were observed. The results are shown in Table 1.

With the results of Comparison alloy No. 1 - No. 10 in Table 1, /230 as amounts of composition elements do not satisfy the ranges specified by this invention, excessive abrasion as well as scuffing and pitting occur at the rocker-arm and camshaft, thereby not being able to provide satisfactory outcomes.

On the other hand, with the results of Operational alloy No. 1 - No. 18, every alloy showed excellent abrasion resistance, not causing any significant damage to the cam area, thus providing excellent scuffing/pitting resistance.

Note that each operational alloy described above was heat-treated to provide a matrix system mainly consisting of annealed marten sites. However, by appropriately selecting this heat-

processing conditions, the matrix system can be made into bentonite, pearlite, or bentonite + pearlite system.

Table 1

Table I

(a)	(d)	(f)	(g)	(e)	(h)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)	(c)	(i)	(j)	(k)	(l)
(b)					

Key: (a) Section; (b) Operational example alloy; (c) Comparison example alloy; (d) Element composition (wt%); (e) Capacity evaluation result; (f) Rocker arm abrasion depth; (g) Camshaft abrasion depth; (h) Rocker arm camshaft appearance; (i) Residue Normal (No scuffing or pitting); (j) Rocker arm chips/cuffing; (k) Maximum rocker arm chip abrasion; (l) Rocker arm chips edge-cracks; (m) Rocker arm chips/cuffing; (n) Rocker arm chip/edge cracks; (o) Rocker arm chip/pitting exist/cam-scuffing exists; (p) Maximum cam abrasion; (q) Rocker arm chip/pitting exist with maximum cam abrasion; (r) Large rocker arm chips/cuffing; (s) Large rocker arm chips/pitting

Also, although operational alloys were applied to sliding parts of the rocker-arms in the example, they may be used in the area of receiving high surface pressure, requiring boundary surface lubrication or dry abrasion (e.g., tappet, cam, sleeve, and valve sheet).

[Effectiveness of the invention]

As explained above, the first claim of this invention provides an abrasion-resistant sintered iron alloy comprising: Mo and/or W: 5 - 25%, Cr: 2 - 12%, Si: 0.1 - 0.9%, Mn: 0.7% or less, P: 0.05% or less, C: 0.1 - 1.2%, B: 0.5 - 2.5%, N: 0.002 - 2.0%, Al (added to increase the nitride hardness if necessary), and remaining portion: Fe and impure substance. Also, with the alloy based on the second claim of this invention, in addition to the configuration described in the first claim, at least one material selected from V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf, CO, and Ni is included for an amount of 20% or less. /231

Therefore, any alloy consisting of the compositions described above contains a sufficient amount of fine carbide, borate, nitride and/or carbon borate, carbon nitride, and/or solid solution of those material in its matrix system as a uniformly dispersed system. Therefore, they can provide excellent sliding-resistance and abrasion-resistance. Such material was found to produce exceptionally effective abrasion resistance and running-in characteristic even after used for a long period as sliding area of rocker-arm or tappet friction against a high alloy type camshaft having a severe friction profile. Therefore, this invention can provide significant benefits to the related industry.